

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 60145355
PUBLICATION DATE : 31-07-85

APPLICATION DATE : 06-01-84
APPLICATION NUMBER : 59000280

APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;

INVENTOR : NISHIDA MINORU;

INT.CL. : C22C 38/06 C21D 8/02

TITLE : LOW YIELD RATIO HIGH TENSION HOT ROLLED STEEL SHEET HAVING GOOD DUCTILITY WITHOUT DETERIORATION WITH AGE AND ITS PRODUCTION

ABSTRACT : PURPOSE: To provide a homogeneous and inexpensive titled steel sheet without requiring rigorous process control by incorporating both P and N as an alloy component into a composite structure steel sheet to be produced of obtaining a ferrite-martensite structure in the cooling process after hot rolling then coiling the sheet.

CONSTITUTION: A titled steel sheet having ≤ 0.7 yield ratio contains, by weight, 0.03–0.15% C, 0.6–2.0% Mn, 0.04–0.15% P, $\leq 0.10\%$ Al and 0.005–0.025% N, contains 0.2–2.0% Si if necessary, consists of the balance Fe and has the dispersion structure of $\geq 70\%$ ferrite and $\geq 5\%$ martensite in sectional area ratio of structure. Such steel sheet is obtd. by melting the steel having the above-described compsn. and hot-rolling the molten steel to the slab adjusted according to the conventional method. The heating temp. of the slab in this stage is specified to about 1,100–1,250°C, the end temp. of the hot finish rolling to about 780–900°C, the coiling temp. to about 450°C or below and the cooling rate from the end of rolling up to coiling to about 10–200°C/sec.

COPYRIGHT: (C)1985,JPO&Japio

THIS PAGE BLANK (USPTO)

⑩ 日本国特許庁(JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

昭60-145355

⑬ Int.Cl.⁴

識別記号

庁内整理番号

⑭ 公開 昭和60年(1985)7月31日

C 22 C 38/06
C 21 D 8/02

7147-4K
7047-4K

審査請求 未請求 発明の数 3 (全 10 頁)

⑮ 発明の名称 延性が良好で時効劣化のない低降伏比高張力熱延鋼板とその製造方法

⑯ 特 願 昭59-280

⑰ 出 願 昭59(1984)1月6日

⑱ 発 明 者 登 坂 章 男 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
⑲ 発 明 者 加 藤 俊 之 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
⑲ 発 明 者 西 田 稔 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
⑳ 出 願 人 川崎製鉄株式会社 神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
㉑ 代 理 人 弁理士 杉村 暁秀 外1名

明 細 書

1. 発明の名称 延性が良好で時効劣化のない低降伏比高張力熱延鋼板とその製造方法

2. 特許請求の範囲

1. C : 0.08 ~ 0.15 重量%、
Mn : 0.6 ~ 2.0 重量%、
P : 0.04 ~ 0.15 重量%、
Al : 0.10 重量%以下および
N : 0.005 ~ 0.025 重量%
を含有し、残部は実質的にFeの組成に成り、断面組織面積率で70%以上のフェライトと5%以上のマルテンサイトとの分散組織を有して、降伏比0.7以下であることを特徴とする延性が良好で時効劣化のない低降伏比高張力熱延鋼板。
2. C : 0.08 ~ 0.15 重量%、
Mn : 0.6 ~ 2.0 重量%、
P : 0.04 ~ 0.15 重量%、
Al : 0.10 重量%以下および

N : 0.005 ~ 0.025 重量%

を含み、かつ

Si : 0.2 ~ 2.0 重量%

を含有し、残部は実質的にFeの組成に成り、断面組織面積率で70%以上のフェライトと5%以上のマルテンサイトとの分散組織を有して、降伏比0.7以下であることを特徴とする延性が良好で時効劣化のない低降伏比高張力熱延鋼板。

a. 鋼中成分として、

C : 0.08 ~ 0.15 重量%、
Mn : 0.6 ~ 2.0 重量%、
P : 0.04 ~ 0.15 重量%、
Al : 0.10 重量%以下および
N : 0.005 ~ 0.025 重量%

を含有する組成になる鋼を溶製し、この溶鋼から常法に従い調整したスラブに熱間圧延を施すに際し、スラブの加熱温度を1100~1250℃、熱間仕上げ圧延終了温度を780~900℃、巻取り温度を450℃以下とし、

技 術 背 景

最近、加工性が良好な高張力鋼板として、フェライト相に第2相が分散した混合組織からなる複合組織鋼板が注目されている。この鋼板は、降伏強度 (Y. S.) が低く、引張強度 (T. S.) が高く、そのため Y. S. / T. S. で表わされる降伏比 (Y. R.) が低く、また伸び (E_l) も従来の同一 T. S. をもつ鋼板に比べ著しくすぐれた特長をそなえている。その他にも常温での時効劣化が小さいことや高い焼付け硬化性などのすぐれた特長をもっている。しかしかかる特長はフェライト母相の分率が70%以上で、しかも第2相の分率が5%以上でとくにペーライトやベイナイト分率が少い時に限られ、その時 Y. R. も70%以下となり、良好な加工性が得られるわけである。

ところでこのような複合組織鋼板の製造法としては、熱延後連続焼鈍する方法と熱間圧延のままで得る方法とが知られているが、前者の方法では熱処理の工程を余分に必要とするため製造コスト

技 術 分 野

延性が良好で時効劣化のない低降伏比高張力熱延鋼板とその製造方法に関して、この明細書に述べる技術内容は、とくにフェライト母相中にマルテンサイト (残留オーステナイトを含む) やベイナイトなど低温変態生成相の第2相が分散したいわゆるデュアルフェーズ (Dual-Phase) 組織による、すぐれたプレス加工性と低い降伏比さらには50~80 KPa/mm²程度の高い引張り強さをそなえる複合組織鋼板を、熱延状態のままで得るのみならず、該鋼板において強化元素としてのMの利用を時効劣化を招くことなしに実現し、併せて焼付け硬化性の改善も図ることに關連している。

(3)

が高くなる不利があるので、最近では後者の方が注目をあびている。熱延のままで複合組織鋼を製造する方法としては種々提案されているが、それらは大別して以下に述べる2つの方法にわけられる。1つは熱延済コイルを $\alpha + \gamma$ 2相状態で巻取り、巻取り後の保冷時に γ 相をマルテンサイトに変態させるものであり、もう1つは熱延後の冷却過程でフェライト・マルテンサイト組織を得た後にコイルに巻取する方法である。

前者では、保冷過程においてマルテンサイト変態時までオーステナイトを安定化させる必要があるのでSi, Mn, Cr, Moなどの合金元素を多量に添加する必要があり、製造コストは高くなる。一方、後者では合金元素の添加は少量ですむが、前述した70%以上のフェライトと5%以上の第2相とを含む理想的な組織を得るためには、仕上圧延条件、圧延後の冷却速度、冷却パターンおよびコイル巻取り温度について厳密な管理が必要となり、しかもかかる厳密な管理を行つたとしても、コイルの長手方向および幅方向での機械的

(5)

(4)

性質に不均一を生じ易いという問題があつた。

上に述べた従来技術の問題点について発明者が検討を加え、幾多の実験を重ねた結果、合金成分として安価なPを、強化元素として極めて有効であるMと共に同時に含有させることにより、熱延条件の制御を必要最少限に留めても、熱延のままフェライト分率が高く、Y. R. が70%以下で延性に優れ、しかも時効による材質の劣化を招くことなしに強ささらには焼付け硬化性にも富む複合組織高張力鋼板が、とくに安価に得られることを見出したのである。

すなわち上述後者の方法で不可欠としていた、仕上げ圧延温度の限定と引続く圧延後の冷却過程で一部徐冷を含む特異な冷却パターンにつき、たとえば特開昭55-91984号公報では、熱間圧延仕上げ温度を低温とし、圧延後まず徐冷し、その後急冷を行わなければ、特性のすぐれた複合組織鋼板は得られないとされていたのに対して発明者らは、

1) Pを0.04重量% (以下単位で表わす) 以

(6)

発明の構成

上含むときは、通常の連続式熱間圧延機で、通常の仕上げ圧延温度で圧延し、通常の冷却速度範囲(10~200℃/8)で冷却した場合でも、最終的に70%以上のフェライトが生成すると共にオーステナイト中へのCの溶化とMnの作用により5%以上の第2相の均一分散が実現されること、

- 1) しかも後述するような適切な成分に調整した上で、適正な圧延、冷却条件の下であれば、従来、時効による材質劣化の観点から積極的に用いられることのなかったNが、そのような時効劣化を伴うことなく強化元素として利用でき、しかもかかるN添加により高い焼付硬化性も得られることを究明し、
- 2) さらに検討を進めて、B₁によるフェライト変態の助長でオーステナイト中のC溶化促進をもつて、マルテンサイト生成をより容易ならしめることにより、引張強度の一層の増強を達成できること、の知見を得たのである。

(7)

つ圧延終了後巻取りに至る冷却速度を10~200℃/8としたことを特徴とする、延性が良好で時効劣化のない低降伏比高強力熱延鋼板の製造方法である。

以下この発明を具体的に説明する。

まずこの発明において成分組成を上記の範囲に限定した理由について述べる。

C: 0.03~0.15%

Cは、鋼の基本成分の1つとして重要であり、充分な量のマルテンサイト生成のためには最低0.03%を必要とするが、一方で0.15%をこえると溶接性、延性の劣化が著しいので0.03~0.15%の範囲とした。

Mn: 0.8~2.0%

Mnは、固溶体強化元素であり、強度を確保するために必要であるが、この発明においてはPとともにマルテンサイト生成のためにもとくに重要である。最終的に5%以上のマルテンサイトを生成させるためには最低0.8%以上の添加が必要である。しかし、2.0%をこえるとフェライト変態を

この発明は、上記の知見に由来するものである。

すなわちこの発明は、C: 0.03~0.15%、Mn: 0.8~2.0%、P: 0.04~0.15%、Al: 0.10%以下およびN: 0.005~0.025%を含み、ときにはさらにSi: 0.2~2.0%を含有し、残部は実質的にFeの組成に成り、断面組織面積率で70%以上のフェライト中に、5%以上のマルテンサイトが分散した複合組織であつて、降伏比0.7以下であることを特徴とする、延性が良好で時効劣化のない低降伏比高強力熱延鋼板である。

またこの発明は、鋼中成分として、C: 0.03~0.15%、Mn: 0.8~2.0%、P: 0.04~0.15%、Al: 0.10%以下およびN: 0.005~0.025%を含有する組成になる鋼を溶製し、ついでこの溶鋼から常法に従つて調整したスラブに熱間圧延を施すに際し、スラブの加熱温度を1100~1250℃、熱間仕上げ圧延終了温度を780~900℃、巻取り温度を450℃以下とし、か

(8)

抑制してベイナイト変態を助長するため、強度は増加するが延性の劣化を招く不利を生ずるので上限を2.0%とした。

P: 0.04~0.15%

Pは、安価で固溶強化能の大きいフェライト形成元素であるが、反面で脆化を促進する欠点があるため従来、その使用は限定されていた。しかし、発明者らは、数多くの実験と検討を重ねたところ以下に述べるような従来とは異なる知見を得た。

すなわち、P量が適量に達しなかつた従来の複合組織鋼板についてはすでに述べたような圧延仕上げ温度および圧延後の厳密な冷却制御パターンを、とくにP 0.04%以上において解消してなお、最終的に70%以上のフェライト生成の他、オーステナイト中のC溶化とMnの作用による5%以上のマルテンサイトの分散による低降伏比化をもたらすことである。

第1図にCを0.05%、Mnを1.5%、Nを0.0080%含み、P添加量を種々に変化させた鋼について、スラブを1100~1250℃に加熱し、ついで

(9)

(10)

連続式熱間圧延機で熱延し、780～850℃で仕上げ圧延した後、50℃/Sの冷却速度で冷却した鋼板のT.S.、Y.R.におよぼすP添加量の影響について調べた結果を示す。

第1図から明らかなように、P含有量が0.04%未満の鋼ではY.R.が70%以上であつたのに対し、Pを0.04%以上含むものではY.R.が60%以下に低減し良好な特性が得られた。この理由は、Pはフェライト変態を促進するため、70%以上のフェライトが容易に形成されることに加え、Cをフェライト中からオーステナイト中へ排出するので、マルテンサイトが形成されやすいためと考えられる。従つてPは最低限0.04%を必要とする。しかし0.15%を超えて添加すると、加工時に脆性破壊を生じやすくなり、さらに靱性を劣化させるので上限は0.15%とした。

A1: 0.10%以下

A1は、脱酸元素として使用し、0.01%以上でその効果が発揮される。しかし0.1%をこえて使用することは介在物の増加をもたらす好ましくない。

(11)

また降伏点伸びもN添加により減少するがこれより、N添加によりフェライト・マルテンサイトの複合組織化が促進されそのため前述のような特徴的な特性がもたらされたと考えられる。しかしN量が、250ppmを超えると、鋼の硬化が著しく、加工が困難になることから上限は250ppmとした。

以上の成分組成に調整することによつて所期した効果を得ることができるが、この発明では、引張強度の一層の改善のためにS1を添加することができる。

S1: 0.2～2.0%

S1は、フェライト変態を助長するほか、オーステナイト中へCを溶化させることによつてマルテンサイト生成を容易にして、低降伏比化を達成するのに有効に寄与する。かかる効果は少くとも0.2%の添加を必要とするが、一方で2.0%を超えて添加するとフェライトが著しく硬化し、加工が困難となるので、S1添加量は0.2～2.0%の範囲に限定した。

(13)

いので0.1%以下とした。

N: 0.005～0.025%

Nは、この発明の中でとりわけ重要な成分元素である。第2図に0.05% C - 1.5% Mn - 0.08% Pを基本組成とし、N量を10, 20, 50, 100, 150ppmと変化させたスラブを製造し、熱間圧延に際しては、スラブ加熱温度を1200℃、熱間仕上げ圧延終了温度を780～900℃、巻取り温度を800℃とし、圧延後、巻取りに至る冷却速度を80℃/Sとした場合の熱延鋼板の引張特性に及ぼすN量の影響について調べた結果を示す。

同図から明らかなように、N量が増加するに従つてT.S.は増加し、他方Y.B.は逆に大きく減少しており、その結果Y.R.は著しく低下している。しかもB1は、ほとんど変わらないか、むしろ増加する傾向にある。このように伸びを劣化させることなく、T.S.を増加させ、Y.R.を低下させる効果がN添加でもたらされたのであり、とくにY.R.の低下は50ppm以上のN量で顕著と言える。

(12)

以上の成分を有する鋼の溶製には、通常の製鋼法を採用でき、またスラブの製造は造塊-分塊圧延もしくは連続鋳造のいずれによつてもよい。

次にこの発明の方法につき、圧延の条件について説明する。

まずスラブ加熱温度は通常の圧延の場合と同様に1100℃～1250℃に制限される。これはこの温度域で加熱後、通常の連続式熱間圧延機でこの発明の成分のスラブを熱延した場合、このスラブ加熱温度でもたらされる最終圧延温度範囲の780～900℃で最終圧延後、通常の冷却速度(10～200℃/S)で冷却するだけで、特別な冷却パターンの規制を要せず最終的に70%以上のフェライト分率が得られるためである。しかしこのスラブ加熱温度域の上限をこえまたは下限未満でスラブを加熱後圧延した場合は、最終圧延温度や圧延後の冷却速度、冷却パターンをかえても最終製品で70%以上のフェライト分率が得られずベイナイト組織が混入する。この理由は、スラブ加熱時のオーステナイトが混粒であり、その

後の熱間圧延によつてもその不均一性が解消されにくいためと考えられる。そこでスラブ加熱温度は1100～1250℃の範囲に限定した。

熱間圧延後のコイル巻取り温度(C.T.)は450℃以下に限定される。第8図に、この発明に従う0.07% C - 1.4% Mn - 0.08% P - 0.007% N鋼につきスラブ加熱温度を1200℃、最終圧延温度を800℃とし、圧延後の平均冷却速度を30～150℃とした時の引張特性に及ぼす巻取り温度(C.T.)の影響について調べた結果を示す。T.S.は、C.T.を低くすることにより単調に増加するが、Y.S.はC.T.を低くすることによりとくに450℃以下とすることにより顕著に減少し、その結果Y.R.も著しく低下する。しかもそれに伴うE_Lの減少は、ほとんどなく材質的に極めてすぐれていることがわかる。これはC.T.が450℃以上の場合は、この成分の鋼の場合はパーライト変態が生じるのに対し、C.T.が450℃以下の場合は70%以上のフェライトが巻取り時までに生成するため、オーステナイト相にCが

渡り、Mnの効果とあいまつて巻取り後、または巻取り前にマルテンサイト変態が生じ、Y.R.が低下するためと考えられる。従つてC.T.は450℃以下の範囲に限定した。

次に、N添加鋼の時効性について検討した結果について述べる。

表1は、0.05% C - 1.5% Mn - 0.08% P鋼で、Nを150ppmと従来鋼に比べて多量添加した鋼を溶融し、通常の造塊・分塊圧延でスラブとし、1200℃のスラブ加熱温度で仕上げ圧延温度800℃、仕上げ圧延後の冷却速度80～50℃/S、巻取り温度200℃という条件で2.8mm厚の熱延板を作成し、圧延直方向の材質をJIS 5号引張試験により調査した結果を圧延まま材と、100℃、80min時効材、および5%予ひずみ170℃、80minのひずみ時効材について示したものである。

なお同表には比較例として0.05% C - 1.5% Mn - 0.01% P鋼と同じく150ppmのNを添加し同じ熱延条件で作成した熱延鋼板の引張特性をも

(15)

あわせて示した。

(16)

表 1

母試材、処理条件	T.S. (kgf/cm ²)	Y.S. (kgf/cm ²)	Y.R. (%)	E _L (%)	B ₁ (%)	組 成
熱延まま	60	32	0	0	36	0.05% C - 1.5% Mn - 0.08% P - 0.0150% N
100℃、80min 時効	60	32	0	0	36	
5%予ひずみ170℃ ×80min ひずみ時効	64	35	0.5	0.5	33	
熱延まま	55	44	0.5	0.5	35	0.05% C - 1.5% Mn - 0.01% P - 0.0150% N
100℃、80min 時効	55	48	3.0	3.0	36	
5%予ひずみ170℃ ×80min ひずみ時効	59	50	4.0	4.0	30	
発 明						
比 較 例						

(17)

(18)

実 施 例

実施例 1

転炉で溶製し表 2 に示すように成分調整を行って 20 トン鑄型に造塊し、分塊圧延により 200 mm 厚、910 mm 幅のスラブとした。

発明鋼は、1000℃、80 min の時効ではほとんど材質は変化しなかったが、比較鋼は Y.S.、Y.E₂ が増加し、E₁ が減少しいわゆる時効劣化を生じた。また、5% 予ひずみ 170℃、80 min のひずみ時効により、発明鋼および比較鋼ともに T.S.、Y.S. の増加を示し、いわゆる焼付け硬化性を呈したが、比較鋼は Y.E₂ の増加が著しかった。このことは、本発明鋼が製品として使用されるに際し、加工時は、低降伏比であり成型しやすいが、その後の焼付け処理により、Y.S. が増加し、強度的に有利となる極めて優れた鋼板であることを示すものである。

以上のように N 添加鋼は、焼付け硬化性を有しているが、従来の場合には時効による材質劣化があったのに対し、この発明のように、N と P を添加し、熱延条件を制御することで、焼付け硬化性を維持したまま時効による材質劣化の問題を解消できたのである。

表 3

No	化学組成 (重量%)						引張特性 (JIS 5号)					フェライ ト量 (%)	備考		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Y.S. (kgf/cm ²)	T.S. (kgf/cm ²)	Y.R.(%)	E ₁ (%)			Y.T ₂	
1	0.08	0.01	1.51	0.08	0.002	0.011	0.0150	88	60	58	86	0	87	18	炭明鋼
1'	0.08	0.01	1.50	0.08	0.002	0.012	0.0080	40	55	72	87	0	87	8*	比較鋼
1''	0.08	0.01	1.51	0.01	0.002	0.010	0.0150	44	54	81	86	1.0	78	10*	炭明鋼
2	0.10	0.02	1.75	0.12	0.002	0.008	0.0080	40	67	60	81	0	78	18*	炭明鋼
2'	0.02	0.02	1.75	0.12	0.002	0.008	0.0081	40	48	88	86	2.5	90	0*	比較鋼
2''	0.10	0.02	0.48	0.12	0.002	0.002	0.0080	28	48	84	86	1.5	82	0*	炭明鋼
3	0.08	1.02	1.68	0.08	0.002	0.005	0.0100	38	70	54	85	0	82	18*	炭明鋼
4	0.08	0.02	1.68	0.08	0.002	0.005	0.0100	38	61	64	82	0	87	18	炭明鋼
5	0.08	0.01	1.95	0.035	0.002	0.000	0.0085	40	54	74	85	0.8	43	8*	比較鋼
6	0.10	0.01	1.65	0.015	0.002	0.030	0.0080	27	48	77	87	2.1	33	0*	炭明鋼

注 * 炭素はペーナイトまたはパーライト

(21)

各スラブを1200℃に加熱後、粗圧延機4スタンド、仕上げ圧延機7スタンドからなる連続式熱間圧延機にて、次の熱延条件で2.6mm厚のコイルに圧延した。

熱間仕上げ温度：800～840℃、

コイル巻取り温度：250～400℃、

仕上げ圧延後コイル巻取りまでの平均冷却速度：80～100℃/S

熱延コイルより圧延直角方向にJIS5号引張試験片を採取し、引張試験を行いその結果を表2にあわせて示す。

同表より明らかなように発明鋼1, 2, 3, 4は降伏比50～80%であり降伏伸びも出現しない。これに対し、比較鋼1'は、発明鋼1に対してNが低い場合であるが、T.S.が減少し、Y.R.が増加している。また比較鋼1'は、発明鋼1に対してPが低い場合であるが、T.S.が減少し、Y.R.が増加し、E_Lが減少し、かつY. E_Lが出現した。さらに比較鋼2'および3'は、発明鋼2に対してそれぞれ0. Mnが低い場合であり、やはり

特開昭60-145355(B)

T.S.が低少し、Y.R.が増加しY. E_Lが出現した。

とくに発明鋼3, 4は、いずれもS₁を添加した場合であるが、強度と延性の関係を劣化させることなくT.S.が増加し、かつY.R.も低いすぐれた材質が得られている。

なお比較鋼5, 6はPが低い場合であり、フェライト量が70%未満で、またマルテンサイト量も5%未満で、多くのベイナイトを含むためY.R.が高い。

実施例2

0.09% C - 1.5% Mn - 0.08% P - 0.008% Al - 0.0100% Nに成分調整した鋼を溶製し、連続鋳造法により210mm厚、1020mm幅、20tonのスラブ6本を製造した。各スラブは粗圧延機4スタンド、仕上げ圧延機7スタンドからなる連続式熱間圧延機で、表3に示す各圧延条件のもとで2.6mm厚のコイルに熱延した。

表4に、表3に対応するコイルから圧延直角方向に試験片を採取し引張試験を行った結果を示す。

(22)

表 3

スラブ 加熱温度 (℃)	熱延 仕上げ温度 (℃)	水冷開始 温度 (℃)	水冷開始より 巻取りまでの平均 冷却速度 (℃/S)	コイル巻取り温度 (℃)
記号				
A	1200	850	60	350
B	1150	810	55	330
C	1200	800	40	410
D	1200	840	45	250
E	1170	840	140	300
F	1200	800	55	500
G	1010	700	60	800
H	1200	850	50	390
発 明 鋼				
比 較 鋼				

(24)

(23)

表 4

記号	Y.S. (kgf/mm ²)	T.S. (kgf/mm ²)	Y.R. (%)	E _L (%)	Y.E _L (%)	フェライト (%)	マルテンサイト (%)
A	88	64	50	33	0	80	17 *
B	84	64	53	34	0	83	14 *
C	87	63	60	35	0	85	10 *
D	89	60	55	36	0	88	13
E	80	59	50	38	0	89	11
F	41	38	77	37	3.3	86	0 *
G	43	36	75	30	0	83	0 *
H	80	63	50	35	0	86	0 *

* 残りはベイナイトまたはフェライト

(25)

この発明の方法による圧延条件範囲内で熱間圧延を行った試料、A～Eについては、いずれもY.R.が70%以下で、Y.EIが0であつたが、比較法に従い得られたFは、フェライト・パーライト組織であり、またG、Hはフェライト・ベイナイト組織であるためいずれもY.R.が高く、さらにFについてはY.EIが2%以上もあつた。しかも比較法のF、G、Hは、いずれもT.S.レベルの割合にEIが小さかつた。

発明の効果

以上述べたように、この発明によれば熱延仕上げ温度や、その後の冷却パターンについて、厳しい規制を行わずとも熱延コイルの巻取り状態で適切な複合組織が得られ、低降伏比で高延性の高強度鋼板として有用であり、とくに、成分として安価なP、Nを使用するためコストも低く、工業的価値は極めて大きい。

4. 図面の簡単な説明

第1図は、複合組織鋼におけるP含有量と、引

張特性すなわちT.S.およびY.R.との関係を示したグラフ、

第2図は、複合組織鋼におけるN含有量と、引張特性すなわちY.S.、T.S.、Y.R.、EIおよびY.EIとの関係を示したグラフ、

第3図は、複合組織鋼における巻取り温度(C.T.)と引張特性すなわちY.S.、T.S.、Y.R.、EIおよびY.EIとの関係を示したグラフである。

特許出願人 川崎製鉄株式会社

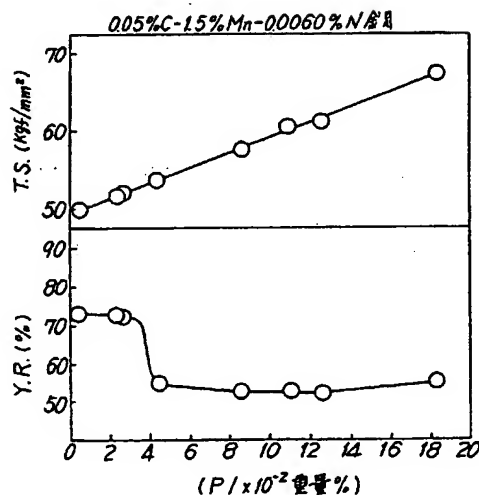
代理人弁理士 杉 村 晴 秀

同 弁理士 杉 村 興 作

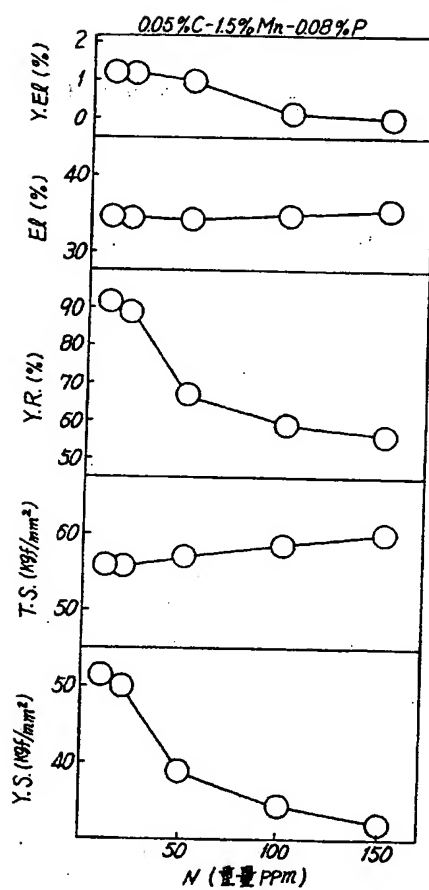
(26.)

(27)

第1図



第2図



第3図

